



JAPAN PATENT OFFICE

This is to certify that the annexed is a true copy of
the following application as filed with this Office.

Date of Application: March 28, 2003

Application Number: 2003-090069
[ST.10/C] : [JP2003-090069]

Applicant(s): JFE Steel Corporation

February 5, 2004

Commissioner,
Japan Patent Office

Yasuo IMAI
Certification No. 2004-3006632

日本国特許庁
JAPAN PATENT OFFICE

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office.

出願年月日 Date of Application: 2003年 3月28日

出願番号 Application Number: 特願2003-090069

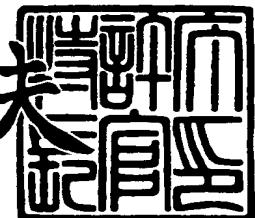
[ST. 10/C]: [JP2003-090069]

出願人 Applicant(s): JFEスチール株式会社

2004年 2月 5日

特許庁長官
Commissioner,
Japan Patent Office

今井康泰



【書類名】 特許願
【整理番号】 02J01224
【提出日】 平成15年 3月28日
【あて先】 特許庁長官 太田 信一郎 殿
【国際特許分類】 C22C 38/00
【発明の名称】 低温靱性および溶接性に優れた高強度電縫管用熱延鋼帯
およびその製造方法
【請求項の数】 3
【発明者】
【住所又は居所】 岡山県倉敷市水島川崎通1丁目（番地なし） 川崎製鉄
株式会社 水島製鉄所内
【氏名】 景山 誠之
【発明者】
【住所又は居所】 岡山県倉敷市水島川崎通1丁目（番地なし） 川崎製鉄
株式会社 水島製鉄所内
【氏名】 清水 哲雄
【発明者】
【住所又は居所】 岡山県倉敷市水島川崎通1丁目（番地なし） 川崎製鉄
株式会社 水島製鉄所内
【氏名】 上 力
【発明者】
【住所又は居所】 岡山県倉敷市水島川崎通1丁目（番地なし） 川崎製鉄
株式会社 水島製鉄所内
【氏名】 岩田 好司
【特許出願人】
【識別番号】 000001258
【氏名又は名称】 川崎製鉄株式会社

【代理人】

【識別番号】 100072051

【弁理士】

【氏名又は名称】 杉村 興作

【手数料の表示】

【予納台帳番号】 074997

【納付金額】 21,000円

【提出物件の目録】

【物件名】 明細書 1

【物件名】 図面 1

【物件名】 要約書 1

【包括委任状番号】 0018860

【プルーフの要否】 要

【書類名】 明細書

【発明の名称】 低温靶性および溶接性に優れた高強度電縫管用熱延鋼帯およびその製造方法

【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量%で、

C : 0.005 ~0.04%、

Si : 0.05~0.3 %、

Mn : 0.5 ~2.0 %、

Cr : 0.001 ~0.5 %、

Al : 0.001 ~0.1 %、

Nb : 0.001 ~0.1 %、

V : 0.001 ~0.1 %、

Ti : 0.001 ~0.1 %、

P : 0.03%以下、

S : 0.005 %以下および

N : 0.005 %以下

を含み、かつ

Cu : 0.5 %以下、

Ni : 0.5 %以下および

Mo : 0.5 %以下

のうちから選んだ一種または二種以上を含有し、さらに次式(1)

$$P_{cm} = [\%C] + [\%Si]/30 + ([\%Mn] + [\%Cu] + [\%Cr])/20 + [\%Ni]/60 + [\%Mo]/7 + [\%V]/10 \quad --- (1)$$

但し、[%M] は、M元素の含有量（質量%）

で示される P_{cm} が 0.17 以下を満足し、残部は Fe および不可避的不純物の組成になり、ベイニティックフェライトを主相とし、第2相を 5 vol% 以下に抑制した鋼組織になることを特徴とする、低温靶性および溶接性に優れた高強度電縫管用熱延鋼帯。

【請求項2】 請求項1において、鋼帯が、さらに質量%で

Caおよび／またはREM : 0.005 %以下

を含有する組成になることを特徴とする、低温靶性および溶接性に優れた高強度電縫管用熱延鋼帶。

【請求項3】 請求項1または2記載の成分組成になる鋼スラブを、1000~1300°Cに加熱したのち、表面温度がAr₃点以上の条件で仕上圧延を施し、圧延終了後直ちに冷却を開始し、700°C以下の温度で巻取り徐冷することを特徴とする、低温靶性および溶接性に優れた高強度電縫管用熱延鋼帶の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

本発明は、ラインパイプ用鋼管や油井管などの素材として好適な、低温靶性および溶接性に優れた高強度電縫管用熱延鋼帶およびその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】

石油危機以来、北海、カナダ、アラスカ等の極寒地での原油、天然ガスの採掘およびパイプラインの敷設が盛んに行われている。特にラインパイプの分野では、天然ガスやオイルの輸送効率向上のために大径・高圧操業の傾向があり、こうしたニーズに耐え得るパイプ素材として、厚肉または高強度および低コストで、しかも低温靶性および溶接性に優れた鋼材の要求が高まっている。

【0003】

また、ラインパイプ用鋼材については、現地で周溶接を施す必要があることから、溶接部の溶融金属部とHAZ（熱影響部）との硬度差の増大に起因した靶性の劣化を防止するために、低炭素当量設計にすることが望まれている。

【0004】

従来より、鋼管素材としては、厚板製品と熱延ミル製品（熱延製品）がある。例えば、特許文献1には、耐水素誘起割れ性に優れたラインパイプ用素材として厚板製品を提供する技術が開示されている。

また、熱延製品に関しては、特許文献2に、低炭素当量に調整されたスラブを

、Ar₃点以上で圧延したのち、20℃/s以上の冷却速度で速やかに冷却して 250℃以下の温度で巻取る方法が開示されている。

【0005】

さらに、同じく熱延ミル製法として、特許文献3に、粗圧延後、一旦鋼板の表層温度をAr₃点以下に冷却したのち、鋼板自身の顯熱あるいは外部からの強制加熱によってAr₃点以上に加熱し、これに伴って生じるフェライト／オーステナイト逆変態過程で仕上げ圧延を終了することによって、製品表層を微細化する方法が開示されている。

【0006】

【特許文献1】

特開平11-189840号公報

【特許文献2】

特開昭64-25916 号公報

【特許文献3】

特開平1-207220号公報

【0007】

【発明が解決しようとする課題】

既に述べたように、昨今のラインパイプの高圧操業に耐えるためには、鋼管素材の高強度化または厚肉化が必要であり、厚肉鋼管としては一般に厚板鋼板を用いたUOE鋼管が広く知られている。

これに対し、熱間圧延機で製造される熱延鋼帯は、比較的大きなスラブからコイル状に製品を巻き取り、造管工程で必要な長さに応じて払い出して鋼管を製造することが可能なため、素材の生産計画に制約がなく、また熱延ラインによっては粗圧延後の複数の中間コイルを継ぎ足して連続圧延をすることも可能なため、生産性が厚肉板よりも高く、結果として厚板製品よりも安く素材を提供することが可能である。さらに、厚板素材を用いるUOE鋼管は、複数回のプレス成型を経て造管されることから、プレスに応じた数のプレスラインが必要であるため、コイルから必要分を払い出すと同時に鋼管に成形される熱延鋼帯を素材とする電縫鋼管に較べて造管コストも高くなる。

このように、安価な鋼管素材を提供するという観点からは、厚板よりも熱延鋼帶の方が有利である。

【0008】

一方、熱延鋼帶による製法である前掲特許文献3は、フェライト／オーステナイト逆変態を有効活用するための圧延および冷却スケジュールに関して適正条件を見出したものであるが、板厚が20mm前後になると、ここで提唱する冷却スケジュール下での冷却速度を確保しつつ製造するためにはより冷却能力の高い設備が不可欠であるため、新しい製造ラインの建設やコスト増強を必要とする懸念があった。

また、板厚が厚くなればなるほど、表層部と中心部の温度差が拡大するため、板厚方向にわたる冷却速度差に起因した不均一な組織の生成を回避する対策も必要となる。

【0009】

また、前掲特許文献2では、低C、低Mnを追求して焼入れ性を抑制していることから、微細なベイナイト組織を得るために20°C/s以上の冷却速度と 250°C以下の巻取り温度が不可欠である。しかしながら、一般的に、厚物操業になると板厚方向全域にわたって均等に速やかに冷却することは極めて難しく、厚物を製造する場合は強力な冷却能力を有する設備が不可欠になる。従って、実際の操業においては、この製造方法には限界があった。

【0010】

本発明は、上記の問題を有利に解決するもので、新しい製造ラインの建設やコスト増強の必要なしに、既存の設備で安価に製造することができる、低温靭性および溶接性に優れた高強度電縫管用熱延鋼帶を、その有利な製造方法と共に提案することを目的とする。

【0011】

【課題を解決するための手段】

すなわち、本発明の要旨構成は次のとおりである。

1. 質量%で、

C : 0.005 ~0.04%、

Si : 0.05~0.3 %、

Mn : 0.5 ~2.0 %、

Cr : 0.001 ~0.5 %、

Al : 0.001 ~0.1 %、

Nb : 0.001 ~0.1 %、

V : 0.001 ~0.1 %、

Ti : 0.001 ~0.1 %、

P : 0.03%以下、

S : 0.005 %以下および

N : 0.005 %以下

を含み、かつ

Cu : 0.5 %以下、

Ni : 0.5 %以下および

Mo : 0.5 %以下

のうちから選んだ一種または二種以上を含有し、さらに次式(1)

$$\begin{aligned} P_{cm} = & [\%C] + [\%Si]/30 + ([\%Mn] + [\%Cu] + [\%Cr])/20 + [\%Ni]/60 \\ & + [\%Mo]/7 + [\%V]/10 \quad --- \quad (1) \end{aligned}$$

但し、[%M] は、M元素の含有量（質量%）

で示される P_{cm} が 0.17 以下を満足し、残部は Fe および不可避的不純物の組成になり、ベイニティックフェライトを主相とし、第2相を 5 vol% 以下に抑制した鋼組織になることを特徴とする、低温靶性および溶接性に優れた高強度電縫管用熱延鋼帶。

【0012】

2. 上記1において、鋼帶が、さらに質量%で

Ca および／またはREM : 0.005 %以下

を含有する組成になることを特徴とする、低温靶性および溶接性に優れた高強度電縫管用熱延鋼帶。

【0013】

3. 上記1または2記載の成分組成になる鋼スラブを、1000~1300°Cに加熱した

のち、表面温度がAr₃点以上の条件で仕上圧延を施し、圧延終了後直ちに冷却を開始し、700℃以下の温度で巻取り徐冷することを特徴とする、低温靶性および溶接性に優れた高強度電縫管用熱延鋼帯の製造方法。

【0014】

【発明の実施の形態】

以下、本発明を具体的に説明する。

まず、本発明において鋼の成分組成を上記の範囲に限定した理由について説明する。なお、成分に関する「%」表示は特に断らない限り質量%を意味するものとする。

C : 0.005 ~ 0.04%

Cは、強度確保には重要な元素であり、所望強度を確保するためには0.005%以上の添加が必要であるが、0.04%を超えて多量に添加すると炭素当量の上昇により溶接性が劣化するだけでなく、冷却速度が速い場合にはマルテンサイトを生成し易く、逆に冷却速度が遅い場合にはパーライトを生成し易くなり、いずれにしても鋼の靶性を劣化するおそれがあるので、Cは0.005~0.04%の範囲に限定した。

【0015】

Si : 0.05~0.3 %

Siは、鋼の脱酸剤として有用であるが、含有量が多くなると電縫溶接時にMn-Si系の非金属介在物を形成して溶接部靶性を劣化させる原因となるため0.3%を上限とした。一方、下限は、脱酸効果と現在の製鋼技術を勘案して0.05%に定めた。

【0016】

Mn : 0.5 ~ 2.0 %

Mnは、強度確保のために少なくとも0.5%の添加が必要であるが、多量に添加すると炭素同様に靶性および溶接性を劣化させるため2.0%を上限とした。

【0017】

Cr : 0.001 ~ 0.5 %

Crは、鋼の強度確保のために必要な元素であるが、含有量が0.001%に満たな

いとその添加効果に乏しく、一方 0.5%を超えると HAZ部靭性の劣化やコストの上昇を招くので、Crは 0.001~0.5 %の範囲に限定した。

【0018】

Al : 0.001 ~0.1 %

Alは、Siと同様、鋼の脱酸剤として有用であるが、多量に添加するとアルミナ系介在物を生成して鋼の物性を劣化する懸念があるため、0.1 %を上限とする。下限は脱酸効果の観点から 0.001%とする。

【0019】

Nb : 0.001 ~0.1 %

Nbは、オーステナイト粒の粗大化および再結晶を抑制するため、微細化による高強度化に有効であるが、含有量が 0.001%未満ではその添加効果に乏しく、一方 0.1%を超えると溶接性を劣化させる懸念があるため、Nbは 0.001~0.1 %の範囲に限定した。

【0020】

V : 0.001 ~0.1 %

Vは、析出硬化による高強度化に有用な元素であるが、含有量が 0.001%未満ではその効果が十分に得られず、一方 0.1%を超えると溶接性を劣化させるので、Vは 0.001~0.1 %の範囲に限定した。

【0021】

Ti : 0.001 ~0.1 %

Tiは、オーステナイト粒の粗大化を防止して靭性を確保する上で有用なだけでなく、析出強化による強度上昇にも有効に寄与するが、含有量が 0.001%未満ではその添加効果に乏しく、一方 0.1%を超えると溶接性を劣化させるので、Tiは 0.001~0.1 %の範囲に限定した。

【0022】

P : 0.03%以下、S : 0.005 %以下、N : 0.005 %以下

Pは、鋼中に不純物として存在するが、偏析し易い元素で鋼の靭性劣化をもたらすため、0.03%を上限とする。

Sも、P同様、鋼の韌性を劣化させるため、0.005 %を上限とする。

Nも、S、P同様、鋼の韌性を劣化させるため、0.005%を上限とする。

【0023】

本発明では低炭素当量設計によって焼入れ性を抑制しているため、安定してベイニティックフェライトを得るために、熱延後の冷却速度をある程度確保する必要がある。そのため、焼入れ性を補完する目的で、以下に述べる元素を適宜含有させる。

Cu: 0.5 %以下、Ni: 0.5 %以下およびMo: 0.5 %以下のうちから選んだ一種または二種以上

これらはいずれも、焼入れ性促進元素および強化成分として有用であるが、含有量が0.05%に満たないとその添加効果に乏しく、一方0.5%を超えて多量に添加すると溶接性および非性の劣化のみならず、合金コストの上昇を招くため、これらはいずれも0.5%以下で含有させることにした。なお、Niは非性の向上にも有效地に寄与するが、多量の添加は溶接部韌性の劣化を招く。

【0024】

以上、基本成分について説明したが、本発明ではその他にも、以下に述べる元素を適宜含有させることができる。

Caおよび／またはREM : 0.005 %以下

Caは、低温非性に有害な伸張したMnS介在物をCaSと置き換えることで無害化するために添加するものであるが、0.005 %を超えて含有させるとCa系酸化物がかえって非性に対して有害化する。REMも同様である。そこで、これらは、単独添加または複合添加いずれの場合も、0.005 %以下で含有させるものとした。

【0025】

$$P_{cm} = [\%C] + [\%Si]/30 + ([\%Mn] + [\%Cu] + [\%Cr])/20 + [\%Ni]/60 + [\%Mo]/7 + [\%V]/10 \leq 0.17$$

このP_{cm}は、溶接割れ感受性の指標である。

溶接部の非性をASTMに準拠したCTOD試験にて鋭意調査した。このCTOD試験は、厚板の非性評価に広く用いられている試験方法の一つである。このCTOD試験において、溶接の際にマルテンサイトが多量に生成すると割れ感受性が高くなつて試験成績が悪くなることを確認し、溶接部におけるマルテンサイトの生成し易さ、

すなわち焼入れ性を示す指標として上記Pcmを採用し、このPcm値とCTOD試験結果とを比較したところ、極めて良い相関を示すことが確認された。

【0026】

図1に、CTOD値とPcm値との関係について調べた結果を示す。

同図に示したとおり、靔性が良好とされるCTOD値を0.25mm以上とするためには、Pcm値が0.17以下となるように成分調整すればよいことが分かる。

【0027】

次に、本発明の鋼組織について説明する。

主相：ベイニティックフェライト、第2相：5 vol%以下

鋼組織をベイニティックフェライト主体にする理由は、高強度のラインパイプ素材を得るために、フェライト主体の組織では強度が不足し、一方高強度化が可能な第2相組織を多く生成させると降伏比が低下し、パイプ加工後も低降伏比を維持できるためラインパイプ敷設後に求められる耐震性に対しては有利となるものの、硬質であるため低温靔性が劣化するからである。従って、第2相の比率は、靔性劣化に影響しないレベルである5 vol%に抑制した。

ここに、ベイニティックフェライトとは、歪を多く内在したフェライト地に微細な炭化物（主としてセメンタイト）が分散しているもので、フェライトよりも硬質な組織であり、通常のフェライトであるポリゴナルフェライトとは明瞭に区別される。

また、第2相は、マルテンサイト、パーライト、残留オーステナイトおよびベイナイト等からなるものである。

【0028】

次に、本発明に従う製造方法について説明する。

上記の好適成分組成に調整した鋼を、転炉などで溶製し、連続鋳造法等でスラブとする。

スラブ加熱温度：1000～1300°C

鋼板の靔性向上のためには、加熱温度が低い方が結晶粒の微細化が期待できるので望ましいが、1000°C未満になると必要な強度を得られない場合がある他、通常1200°C付近で鋳込むことの多い連続鋳造において製造チャンスが限定されて非

効率となる。一方、1300°Cを超えるとオーステナイト粒が粗大化して靭性に不利になるだけでなく、エネルギーロスまたはスケール生成量の増加によって表面性状が悪化する懸念がある。

【0029】

仕上圧延温度：Ar₃点以上

均質な粒径および組織で圧延を終了するためには、圧延終了温度はAr₃点以上とする必要がある。Ar₃点に満たない ($\alpha + \gamma$) 2相域で圧延すると圧延中にフェライト変態が生じ、組織が不均一になって、所望の特性を得られない。

【0030】

冷却速度：3 °C/s以上

本発明において、仕上圧延終了後の冷却速度は特に限定されるものではないが、この冷却速度があまりに遅いと所望のベイニティックフェライトが得られないおそれがあるので、冷却速度は3 °C/s以上程度とすることが望ましい。

【0031】

巻取り温度：700 °C以下

巻取り温度が700°Cを超えると、組織の粗大化を招き、著しい靭性の劣化が生じるので、巻取り温度を700°C以下に限定した。なお、巻取り温度の下限については特に制限はないが、600 °C以上とすることが好ましい。

【0032】

【実施例】

表1に示す成分組成になる連続鋳造スラブを、表2に示す条件で処理して、熱延鋼帯とした。

かくして得られた熱延鋼帯の機械的特性および鋼組織について調べた結果を、表2に併記する。

なお、母材および溶接部の靭性は、試験温度：−10°CにおけるCTOD試験によって評価した。CTOD試験片の寸法・形状は図2に示すとおりである。また、溶接部試験片は、平板の状態で通電溶接した部分から、試験片の長手方向が溶接線と直角を成すように採取した。

そして、ノッチ部外側にクリップゲージを付けて試験片を3点曲げに供し、ノ

ツチ先端加工部の先に疲労亀裂を生じた時のクリップゲージ変位（mm）を評価指標とした。ここに、上記のクリップゲージ変位が0.25mm以上であれば、韌性は良好といえる。

【0033】

【表 1】

No.	成 分										組 成 (mass%)				P cm 備 考		
	C	Si	Mn	Cr	Al	Nb	V	Ti	P	S	N	Cu	Ni	Mo	その他		
1	0.04	0.24	1.19	0.01	0.03	0.05	0.07	0.05	0.01	0.002	0.2	0.3	0.1	—	0.14	範例	
2	0.03	0.21	1.34	0.005	0.03	0.03	0.08	0.07	0.02	0.001	0.3	0.5	0.1	—	0.15	"	
3	0.01	0.19	1.50	0.02	0.04	0.07	0.05	0.01	0.001	0.003	0.4	0.4	0.3	—	0.17	"	
4	0.005	0.19	1.25	0.05	0.03	0.05	0.06	0.06	0.01	0.001	0.002	0.3	0.3	0.3	—	0.15	"
5	0.03	0.21	1.34	0.005	0.02	0.07	0.08	0.03	0.01	0.001	0.003	0.3	0.5	0.1	—	0.15	"
6	0.03	0.21	1.34	0.005	0.02	0.06	0.08	0.01	0.01	0.001	0.003	0.3	0.5	0.1	—	0.15	"
7	0.05	0.20	1.50	0.06	0.03	0.05	0.08	0.04	0.01	0.002	0.002	0.32	0.45	0.1	—	0.18	比較例
8	0.003	0.22	1.31	0.06	0.02	0.03	0.07	0.06	0.01	0.001	0.002	0.25	0.3	0.1	—	0.12	"
9	0.03	0.40	1.45	0.01	0.03	0.05	0.07	0.02	0.02	0.002	0.002	0.35	0.3	0.31	—	0.19	"
10	0.04	0.18	2.10	0.015	0.02	0.06	0.07	0.05	0.01	0.001	0.003	0.29	0.3	0.2	—	0.21	"
11	0.03	0.19	0.40	0.07	0.02	0.05	0.07	0.03	0.01	0.001	0.002	0.31	0.33	0.1	—	0.10	"
12	0.03	0.21	1.34	0.60	0.03	0.03	0.08	0.07	0.02	0.001	0.002	0.3	0.5	0.1	—	0.18	"
13	0.03	0.21	1.39	0.02	0.02	0.03	0.20	0.03	0.02	0.001	0.003	0.3	0.41	0.25	—	0.19	"
14	0.03	0.22	1.41	0.03	0.03	0.03	0.07	0.02	0.01	0.002	0.002	0.6	0.3	0.2	—	0.18	"
15	0.04	0.31	1.38	0.01	0.02	0.05	0.08	0.01	0.01	0.001	0.003	0.3	0.6	0.2	—	0.18	"
16	0.03	0.21	1.39	0.02	0.02	0.06	0.07	0.02	0.01	0.001	0.003	0.3	0.35	0.6	—	0.22	"
17	0.03	0.21	1.34	0.006	0.03	0.03	0.08	0.07	0.02	0.001	0.002	0.3	0.5	0.1	Ca : 0.005	0.15	範例
18	0.03	0.19	1.30	0.005	0.02	0.07	0.08	0.03	0.01	0.001	0.003	0.3	0.5	0.1	REM : 0.005	0.15	"
19	0.03	0.20	1.31	0.007	0.02	0.06	0.08	0.01	0.01	0.001	0.003	0.3	—	—	—	0.13	"
20	0.03	0.21	1.30	0.005	0.02	0.06	0.08	0.01	0.01	0.001	0.003	—	0.5	—	—	0.12	"
21	0.03	0.20	1.28	0.006	0.02	0.06	0.08	0.01	0.01	0.001	0.003	—	0.1	—	—	0.12	"
22	0.03	0.18	1.34	0.005	0.02	0.06	0.08	0.01	0.01	0.001	0.003	0.3	0.5	—	—	0.13	"
23	0.03	0.21	1.20	0.005	0.02	0.06	0.08	0.01	0.01	0.001	0.003	—	0.5	0.1	—	0.13	"
24	0.03	0.21	1.40	0.007	0.02	0.06	0.08	0.01	0.01	0.001	0.003	0.3	—	0.1	—	0.14	"

【0034】

【表2】

No.	製造条件			機械的特性			鋼組織・第2相比率(vol%)		備考
	加熱温度(℃)	仕上温度(℃)	冷却速度(℃/s)	巻取温度(℃)	板厚(mm)	強度(MPa)	母材CTOD(mm)	溶接部CTOD(mm)	
1	1200	810	15	610	15	630	0.43	0.35	α _b 3.2 発明例
2	1200	800	15	600	15	610	0.48	0.39	α _b 2.8 "
3	1200	795	15	620	15	590	0.49	0.40	α _b 1.8 "
4	1200	800	15	610	15	575	0.48	0.39	α _b 1.3 "
5	1200	805	7	590	22	585	0.54	0.44	α _b 2.8 "
6	1200	810	20	610	9	620	0.44	0.36	α _b 3.3 "
7	1200	800	15	600	15	670	0.25	0.18	α _b + M 7.2 比較例
8	1200	800	2	620	15	485	0.44	0.32	α _P + P 6.1 "
9	1200	805	25	600	15	640	0.31	0.10	α _b + M 6.0 "
10	1200	800	15	610	15	650	0.31	0.13	α _b + M 5.8 "
11	1200	800	15	600	15	490	0.54	0.45	α _b 3.3 "
12	1200	800	15	600	15	610	0.24	0.20	α _b + M 7.3 "
13	1200	795	15	620	15	620	0.21	0.11	α _b + M 5.3 "
14	1200	800	15	605	15	603	0.35	0.17	α _b + M 6.1 "
15	1200	800	15	590	15	590	0.37	0.20	α _b + M 6.0 "
16	1200	805	15	600	15	617	0.21	0.12	α _b + M 7.0 "
17	1200	800	20	600	15	610	0.48	0.39	α _b 2.8 発明例
18	1200	805	20	590	22	585	0.42	0.34	α _b 2.3 "
19	1200	810	20	610	9	620	0.41	0.33	α _b 4.2 "
20	1200	810	20	610	9	605	0.49	0.40	α _b 3.3 "
21	1200	810	20	610	9	610	0.46	0.38	α _b 2.9 "
22	1200	810	20	610	9	602	0.39	0.32	α _b 3.1 "
23	1200	810	20	610	9	631	0.43	0.35	α _b 1.9 "
24	1200	810	20	610	9	612	0.48	0.39	α _b 3.5 "

* α_b：ベイニティックフェライト、α_p：ポリゴナルフェライト、P：バーライト：M：マルテンサイト

表 2

【0035】

表2に示したとおり、発明例はいずれも、鋼組織が、第2相≤5 vol%のベイニティックフェライトを主体とする組織であり、また強度も T S ≥570 MPa と高

く、しかも母材および溶接部のクリップゲージ変位はいずれも0.25mm以上と靭性に優れていることが分かる。

【0036】

【発明の効果】

かくして、本発明によれば、従来は厚板製品が主流であった電縫鋼管用素材として、高強度でかつ溶接部靭性に優れた熱延鋼帯を安価に供給することができ、工業的に極めて有用である。

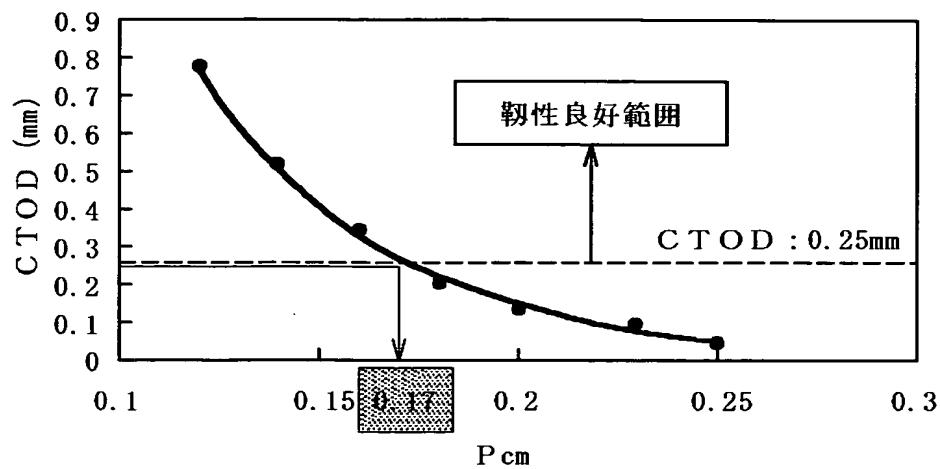
【図面の簡単な説明】

【図1】 CTOD値とPcm値との関係を示した図である。

【図2】 CTOD試験片の寸法・形状を示した図である。

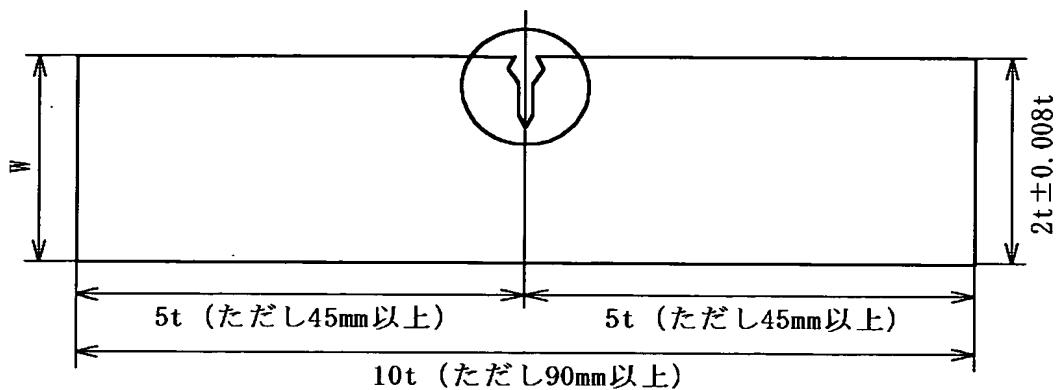
【書類名】 図面

【図1】

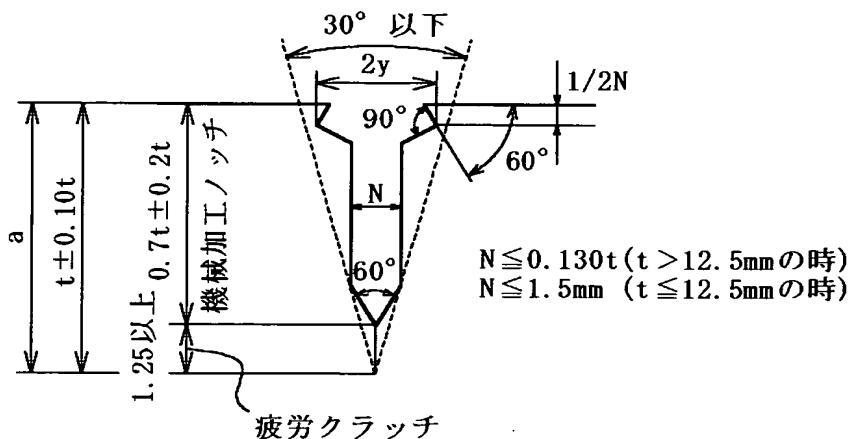


【図2】

(a)



(b)



【書類名】 要約書

【要約】

【課題】 新しい製造ラインの建設やコスト増強の必要なしに、電縫鋼管用素材として好適な、低温靭性および溶接性に優れた熱延鋼帯を、安価に提供する。

【解決手段】 低炭素鋼中に、特にCu:0.5%以下、Ni:0.5%以下およびMo:0.5%以下のうちから選んだ一種または二種以上を、次式(1)

$$P_{cm} = [\%C] + [\%Si]/30 + ([\%Mn] + [\%Cu] + [\%Cr])/20 + [\%Ni]/60 \\ + [\%Mo]/7 + [\%V]/10 \quad --- (1)$$

で示される P_{cm} が 0.17 以下を満足する範囲で含有し、残部は Fe および不可避的不純物の組成にすると共に、ベイニティックフェライトを主相とし、第2相を 5 ~ 0.1% 以下に抑制した鋼組織とする。

【選択図】 図 1

特願 2003-090069

出願人履歴情報

識別番号 [000001258]

1. 変更年月日 1990年 8月 13日
[変更理由] 新規登録
住 所 兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号
氏 名 川崎製鉄株式会社

2. 変更年月日 2003年 4月 1日
[変更理由] 名称変更
住 所 变更
氏 名 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
JFEスチール株式会社